



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2002020838 A**(43) Date of publication of application: **23.01.02**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**
C21D 9/46
C22C 38/16

(21) Application number: **2000357753**(22) Date of filing: **24.11.00**(30) Priority: **02.05.00 JP 2000133418**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**

(72) Inventor: **OKAMOTO TSUTOMU**
UEJIMA YOSHIYUKI
TANIGUCHI YUICHI
TOMOKIYO TOSHIMASA

(54) **LOW CORROSION RATE AND HIGH STRENGTH
HOT ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN
HOLE EXPANSIBILITY AND DUCTILITY, AND ITS
PRODUCTION METHOD**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a low corrosion rate and high strength hot rolled steel sheet having tensile strength of ≥ 590 N/mm² and having excellent hole expansibility and ductility.

SOLUTION: This steel sheet has a composition containing, by weight, 0.01 to 0.20% C, 0.05 to 1.5% Si,

0.5 to 2.5% Mn, 0.03 to 0.2% P, 20.09% S, 0.1 to 1.0% Cu, 0.1 to 1.0% Ni, 20.010% N, 0.0005 to 0.01% Mg, 0.002 to 0.07% Al and one or two kinds of 0.003 to 0.25% Ti and 0.003 to 0.04% Nb, and the balance iron with inevitable impurities. Also the steel sheet contains MgO whose particle size is within 0.005 to 5.0 μ m or multiple oxide containing the MgO and one or more kinds of Al₂O₃, SiO₂, MnO and Ti₂O₃ by 1.0 \times 10³ to 1.0 \times 10⁷ pieces/mm² by controlling the oxide and has a steel structure mainly consisting of ferritic structure and the balance bainitic structure.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-20838

(P2002-20838A)

(43)公開日 平成14年1月23日(2002.1.23)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	T
C 2 2 C 38/16		C 2 2 C 38/16	

審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 15 頁)

(21)出願番号 特願2000-357753(P2000-357753)

(22)出願日 平成12年11月24日(2000.11.24)

(31)優先権主張番号 特願2000-133418(P2000-133418)

(32)優先日 平成12年5月2日(2000.5.2)

(33)優先権主張国 日本(J P)

(71)出願人 000006655
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 岡本 力
愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

(72)発明者 上島 良之
愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

(74)代理人 100078101
弁理士 綿貫 達雄 (外2名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】590N/mm²以上の引張強度を有し、優れた穴抜け性と延性を有する低腐食速度高強度熱延鋼板を提供する。

【解決手段】重量%で、C:0.01~0.20%, Si:0.05~1.5%, Mn:0.5~2.5%, P:0.03~0.2%, S:0.009%以下, Cu:0.1~1.0%, Ni:0.1~1.0%, N:0.010%以下, Mg:0.0005~0.01%, Al:0.002~0.07%、及びTi:0.003~0.25%, Nb:0.003~0.04%の1種又は2種含有し、残部が鉄及び不可避免の不純物からなり、更に、酸化物の制御により、粒子径が0.005 μ m~5.0 μ mの範囲にあるMgO又は、MgOを含みAl₂O₃, SiO₂, MnO, Ti₂O₃の1種もしくは2種以上の複合酸化物が1平方mmあたり1.0 \times 10³個以上、1.0 \times 10⁷個以下含み、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、
 Si : 0.05%以上、1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、2.5%以下、
 P : 0.03%以上、0.2%以下、
 S : 0.009%以下、
 Cu : 0.1%以上、1.0%以下、
 Ni : 0.1%以上、1.0%以下、
 N : 0.010%以下、
 Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、
 Al : 0.002%以上、0.07%以下、
 および

Ti : 0.003%以上、0.25%以下、
 Nb : 0.003%以上、0.04%以下
 の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、粒子径が $0.005\mu\text{m} \sim 5.0\mu\text{m}$ の範囲にあるMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板。

【請求項2】 重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、
 Si : 0.05%以上、1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、2.5%以下、
 P : 0.03%以上、0.2%以下、
 S : 0.009%以下、
 Cu : 0.1%以上、1.0%以下、
 Ni : 0.1%以上、1.0%以下、
 N : 0.010%以下、
 Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、
 Al : 0.002%以上、0.07%以下、
 および

Ti : 0.003%以上、0.25%以下、
 Nb : 0.003%以上、0.04%以下
 の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、さらに、粒子径が $0.005\mu\text{m} \sim 5.0\mu\text{m}$ 以下のMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物とこれを核にして、その周辺に(Nb、Ti)Nを有する複合析出物のうち、そのサイズが $0.05\mu\text{m} \sim 5.0\mu\text{m}$ 以下の範囲の析出物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板。

【請求項3】 重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、

Si : 0.05%以上、1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、2.5%以下、
 P : 0.03%以上、0.2%以下、
 S : 0.009%以下、
 Cu : 0.1%以上、1.0%以下、
 Ni : 0.1%以上、1.0%以下、
 N : 0.010%以下、
 Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、
 Al : 0.002%以上、0.07%以下、

10 および

Ti : 0.003%以上、0.25%以下、
 Nb : 0.003%以上、0.04%以下
 の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、さらに、
 Ca : 0.0005%以上、0.0100%以下
 REM元素の合計 : 0.0005%以上、0.0100%以下

20

の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、粒子径が $0.005\mu\text{m} \sim 5.0\mu\text{m}$ の範囲にあるMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板。

【請求項4】 重量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、
 Si : 0.05%以上、1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、2.5%以下、
 P : 0.03%以上、0.2%以下、
 S : 0.009%以下、
 Cu : 0.1%以上、1.0%以下、
 Ni : 0.1%以上、1.0%以下、
 N : 0.010%以下、
 Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、
 Al : 0.002%以上、0.07%以下、
 および

40

Ti : 0.003%以上、0.25%以下、
 Nb : 0.003%以上、0.04%以下
 の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、さらに、
 Ca : 0.0005%以上、0.0100%以下
 REM元素の合計 : 0.0005%以上、0.0100%以下

50

の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、粒子径が $0.005\mu\text{m} \sim 5.0\mu\text{m}$ のMgOまたは、MgOを含み Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の1種もしくは2種以上の複合酸化物とこれを核にして、その周辺に(Nb、Ti)Nを有する複合析出物のうち、そのサイズが $0.05\mu\text{m} \sim 5.0$

μm の範囲の析出物が1平方mmあたり 1.0×10^3 個以上、 1.0×10^7 個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板。

【請求項5】 請求項1又は請求項2又は請求項3又は請求項4に記した鋼を、圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上とする圧延をし、引き続き $20^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で冷却し、 $350^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ で捲取することを特徴とする、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項6】 請求項1又は請求項2又は請求項3又は請求項4に記した鋼を、圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上とする圧延をした後、 $20^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で $650^\circ\text{C} \sim 700^\circ\text{C}$ まで冷却し、該温度で15秒以下空冷した後、再度冷却して、 $350^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ で捲取することを特徴とする、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項7】 請求項1又は請求項2又は請求項3又は請求項4に記した鋼、および、請求項5又は請求項6に記した鋼の製造方法における溶製工程の成分調整段階において、SiとMnを添加した後、Tiを添加、その後MgとAlを添加することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項8】 請求項5又請求項6又は請求項7において、Mgの希釈溶媒金属としてSi、Ni、Cu、Al、REM（希土類元素）の1種あるいは2種以上から成るMg合金を用いることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項9】 請求項8において、Mg合金中のMg濃度が1%以上10%未満であることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項10】 請求項7から9において、Mg合金中のFe、Mn、Crの濃度の和が10%未満であることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板及びその製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、主としてプレス加工される自動車用鋼板を対象とし、 $1.0 \sim 6.0\text{mm}$ 程度の板厚で、 $590\text{N}/\text{mm}^2$ 以上の引張強度を有し、穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の燃費改善対策としての車体軽量化、部品の一体成形によるコストダウンのニーズが強まり、プレス成形性に優れた熱延高強度鋼板の開発が進められてきた。従来、加工用熱延鋼板としてはベイ

ナイトを主体とした組織から構成される鋼板が提案されている。例えば、特開平4-88125号公報、特開平3-180426号公報にベイナイトを主体とした組織から構成される穴抜け性の優れた熱延鋼板の製造方法が提案されている。さらに、特開平6-293910号公報では2段冷却を用いることによってフェライト占積率を制御することで穴抜け性と延性を両立する製造方法が提案されている。これら穴抜け性に優れた鋼板は主に自動車の足廻り部品を中心として利用される。しかし、自動車足廻り部品での軽量化では、穴抜け等の加工性の他に耐食性も求められている。足廻り部品は融雪材による塩害や道路からの水分、石はねによるチッピング等の問題により、車体でも腐食条件が最も厳しい部品の一つであり、従来はその対策として「錆しろ」を見込んだ厚肉設計となっていた。防錆鋼板としては一般的に表面処理鋼板の1つである亜鉛めっき鋼板が使用されているが、足廻り部品ではアーク溶接が施されるため溶接時に亜鉛が気化して気泡になり、溶接ビード内部に封じ込まれる溶接欠陥（ブローホール）が発生してしまう。このため、足廻り部品にはめっきを施さない鋼自身に耐食性を高めた鋼板が求められている。素地耐食性鋼板としては従来からCu、Pなどを添加した鋼板が報告されている（特公昭60-32709）。また、特開平7-118740では2段冷却を用いることによって穴抜け等の加工性と素地耐食性の両立に着目し提案がされているものの、Cu、P添加による穴抜け性の劣化を完全に補えるものではなく、自動車のさらなる軽量化指向、部品の複雑化等を背景に素地耐食性の優れた鋼板において更に高い穴抜け性が求められ上記技術では対応しきれない高度な加工性、高強度化が要求されている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】本発明は $590\text{N}/\text{mm}^2$ クラス以上の熱延鋼板に関するもので、優れた穴抜け性と延性を両立した素地耐食性に優れた高強度熱延鋼板を提供しようとするものである。

【0004】

【課題を解決するための手段】本発明の課題解決のため種々実験、検討を重ねた結果、穴抜け性の改善には打抜き穴のクラックの状態が重要であることはよく知られるところであるが、本発明者らが鋭意検討した結果、Mgを添加することで打抜き穴の断面に発生するクラックを微細均一化することが可能であることを見出した。そして、鋼板中に存在する酸化物とこれらを核にした（Nb、Ti）Nの複合析出物を均一微細に分散析出させることにより、打抜き時に微細ボイドを発生させることでの応力の集中を緩和しうることが考えられ、粗大クラックの発生を抑制し穴抜け性を向上させていると考えられる。これより、この発明をなすに至ったのである。これまで、Mg添加による酸化物を利用した提案には、例えば特開平11-323488号公報による面内異方性改

5

善に関する提案ではMg酸化物による再結晶時の面方位の優先的な核生成・成長を抑制する事を目的としており、特開平11-236645号公報の溶接部の靱性に関する提案ではMg複合酸化物により超大入熱溶接時のHAZ部の γ 粒の成長を抑制することを目的としている。これらはいずれも微細酸化物によるピンニングによる効果を利用したものであり、本発明の打抜き時、介在物により発生する微細ボイドを利用するものとは異なり、これらを目的とする鋼板において穴抜け性が向上しているかはさだかではない。本発明の要旨は、下記の通りである。

【0005】1) 重量%にてC : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 0.05%以上、1.5%以下、Mn : 0.5%以上、2.5%以下、P : 0.03%以上、0.2%以下、S : 0.009%以下、Cu : 0.1%以上、1.0%以下、Ni : 0.1%以上、1.0%以下、N : 0.010%以下、Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、Al : 0.002%以上、0.07%以下、およびTi : 0.003%以上、0.25%以下、Nb : 0.003%以上、0.04%以下の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、粒子径が0.005 μ m~5.0 μ mの範囲にあるMgOまたは、MgOを含みAl₂O₃、SiO₂、MnO、Ti₂O₃の1種もしくは2種以上の複合酸化物が1平方mmあたり1.0 \times 10³個以上、1.0 \times 10⁷個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板。

【0006】2) 重量%にてC : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 0.05%以上、1.5%以下、Mn : 0.5%以上、2.5%以下、P : 0.03%以上、0.2%以下、S : 0.009%以下、Cu : 0.1%以上、1.0%以下、Ni : 0.1%以上、1.0%以下、N : 0.010%以下、Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、Al : 0.002%以上、0.07%以下、およびTi : 0.003%以上、0.25%以下、Nb : 0.003%以上、0.04%以下の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、さらに、粒子径が0.005 μ m~5.0 μ m以下のMgOまたは、MgOを含みAl₂O₃、SiO₂、MnO、Ti₂O₃の1種もしくは2種以上の複合酸化物とこれを核にして、その周辺に(Nb、Ti)Nを有する複合析出物のうち、そのサイズが0.05 μ m~5.0 μ m以下の範囲の析出物が1平方mmあたり1.0 \times 10³個以上、1.0 \times 10⁷個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板。

【0007】3) 重量%にてC : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 0.05%以上、1.5%以下

6

下、Mn : 0.5%以上、2.5%以下、P : 0.03%以上、0.2%以下、S : 0.009%以下、Cu : 0.1%以上、1.0%以下、Ni : 0.1%以上、1.0%以下、N : 0.010%以下、Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、Al : 0.002%以上、0.07%以下、およびTi : 0.003%以上、0.25%以下、Nb : 0.003%以上、0.04%以下の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、さらに、Ca : 0.0005%以上、0.0100%以下REM元素の合計 : 0.0005%以上、0.0100%以下の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、粒子径が0.005 μ m~5.0 μ mの範囲にあるMgOまたは、MgOを含みAl₂O₃、SiO₂、MnO、Ti₂O₃の1種もしくは2種以上の複合酸化物が1平方mmあたり1.0 \times 10³個以上、1.0 \times 10⁷個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板。

【0008】4) 重量%にてC : 0.01%以上、0.20%以下、Si : 0.05%以上、1.5%以下、Mn : 0.5%以上、2.5%以下、P : 0.03%以上、0.2%以下、S : 0.009%以下、Cu : 0.1%以上、1.0%以下、Ni : 0.1%以上、1.0%以下、N : 0.010%以下、Mg : 0.0005%以上、0.01%以下、Al : 0.002%以上、0.07%以下、およびTi : 0.003%以上、0.25%以下、Nb : 0.003%以上、0.04%以下の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、さらに、Ca : 0.0005%以上、0.0100%以下

REM元素の合計 : 0.0005%以上、0.0100%以下の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、粒子径が0.005 μ m~5.0 μ mのMgOまたは、MgOを含みAl₂O₃、SiO₂、MnO、Ti₂O₃の1種もしくは2種以上の複合酸化物とこれを核にして、その周辺に(Nb、Ti)Nを有する複合析出物のうち、そのサイズが0.05 μ m~5.0 μ mの範囲の析出物が1平方mmあたり1.0 \times 10³個以上、1.0 \times 10⁷個以下含む、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板。

【0009】5) 請求項1又は請求項2又は請求項3又は請求項4に記した鋼を、圧延終了温度をA_{r3}変態点以上とする圧延をし、引き続き20℃/sec以上の冷却速度で冷却し、350℃~600℃で捲取することを特徴とする、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板の製造方法。

【0010】6) 請求項1又は請求項2又は請求項3又は請求項4に記した鋼を、圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上とする圧延をした後、 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で $650^{\circ}\text{C}\sim 700^{\circ}\text{C}$ まで冷却し、該温度で15秒以下空冷した後、再度冷却して、 $350^{\circ}\text{C}\sim 600^{\circ}\text{C}$ で捲取することを特徴とする、鋼組織をフェライト組織を主とし残ベイナイト組織とすることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板の製造方法。

【0011】7) 請求項1又は請求項2又は請求項3又は請求項4に記した鋼、および、請求項5又は請求項6に記した鋼の製造方法における溶製工程の成分調整段階において、SiとMnを添加した後、Tiを添加、その後MgとAlを添加することを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板の製造方法。

【0012】8) 請求項5又請求項6又は請求項7において、Mgの希釈溶媒金属としてSi、Ni、Cu、Al、REM(希土類元素)の1種あるいは2種以上から成るMg合金を用いることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板の製造方法。

【0013】9) 請求項8において、Mg合金中のMg濃度が1%以上10%未満であることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板の製造方法。

【0014】10) 請求項7から9において、Mg合金中のFe、Mn、Crの濃度の和が10%未満であることを特徴とする穴抜け性と延性に優れた低腐食速度高強度熱延鋼板及びその製造方法。

【0015】

【発明の実施の形態】本発明は穴抜け性の改善のために打抜き穴の粗大クラックを抑制するため、Mgを添加し、酸化物を均一微細析出させ、これにより、打抜き時の粗大クラックの発生を抑制させ穴抜け性を改善させるものである。以下に本発明の個々の構成要件について詳細に説明する。

【0016】まず、本発明の成分の限定理由について述べる。Cは、鋼の加工性に影響を及ぼす元素であり、含有量が多くなると、加工性は劣化する。特に0.20%を超えると穴抜け性に有害な炭化物(パーライト、セメントナイト)が生成するので、0.20%以下、ただし、好ましくは0.15%以下が望ましい。また、強度確保の面で0.01%以上は必要である。

【0017】Siは、腐食速度低減のためには低い方が望ましいが、有害な炭化物の生成を抑えフェライト組織主体+残ベイナイトの複合組織を得るために重要な元素である。この効果を最低限確保するためには、0.05%以上の添加が必要である。一方で、添加量が増加すると化成処理性が低下するほか、点溶接性も劣化するため1.5%を上限とする。

【0018】Mnは、強度確保に必要な元素であり、最低0.50%の添加が必要である。しかし、多量に添加

するとミクロ偏析、マクロ偏析が起こりやすくなり、これらは穴抜け性を劣化させる。これより2.50%を上限とする。

【0019】Pは耐食性に最も効果を及ぼす元素であり、特に耐穴開き腐食に有効であり、0.03%以上の含有が必要である。Pは溶接性に悪いとされてきたが、低C、低Nの条件ではPの溶接性に対する悪影響を除去できる。ただし、添加量が多いと2次加工性加工性が劣化し、プレス時に割れたり、プレス成形後わずかな力で割れたりする元素である。これより、0.20%以下とする。

【0020】SはMnS等の非金属介在物を生成し、延性穴抜け性を劣化させるので鋼中に存在しない方が好ましい元素であり、添加量は少ない程望ましく、0.009%以下とする。ただし、0.005%以下でこの効果は顕著に現れるため0.005%以下が望ましい。

【0021】Cuは安定錯を密化させる上でPとともに必要な元素であり、0.10%以上で効果が現れる。また、1.0%を超えると添加の効果は飽和し、ヘゲなどの欠陥を発生させやすくなるので、1.0%を上限とする。

【0022】NiはCuヘゲの発生の防止に有効であり、Cu等量分添加することが望ましい。また、耐食性の向上にも効果がある。このため0.1%以上添加する。ただし、多量に添加しても効果は飽和するばかりでなく、コストの上昇を招くため上限を1.0%とする。

【0023】Nは、加工性を確保するためには少ない方が良い。0.010%を越えると加工性が劣化してくるので、0.010%以下とし、0.005%以下が望ましい。

【0024】Mgは、本発明における最も重要な添加元素の一つである。Mgはこの添加により、酸素と結合して酸化物を形成するが、このとき生成されるMgOまたはMgOを含む Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の複合酸化物微細化はMgを添加しない従来の鋼に比べ、個々の酸化物のサイズが小さく、均一に分散した分布状態となることを見出した。鋼中に微細に分散したこれらの酸化物は、明確ではないが打抜き時に微細ボイドを形成し、応力集中を抑制することで粗大クラックの発生を抑制する効果があると考えられ、穴抜け性の向上に効果があると考えられる。ただし、0.0005%未満ではその効果が不十分である。一方で0.01%超の添加は添加量に対する改善代が飽和するばかりでなく、逆に鋼の清浄度を劣化させ、穴抜け性、延性を劣化させるため上限を0.01%とする。

【0025】Alは本発明における最も重要な添加元素の一つである。AlはMgが添加されている時、スピネル構造をもつ MgAl_2O_4 複合酸化物を生成しやすい。 MgAl_2O_4 複合酸化物はMgOを含む Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 Ti_2O_3 の複合酸化物のうち

最も微細な酸化物の存在状態のひとつであり、酸化物の分散状態を均一微細化するのに効果的であると考えられる。このため、打抜き時に微細ボイドを形成し、これが応力集中を抑制することで粗大クラックの発生を抑制する効果があると考えられ、穴広げ性の向上に効果があると考えられる。これより0.002%以上添加する。ただし添加量が増加するとMg添加の効果を阻害するため、0.07%以下とする。特に複合酸化物のうちMgAl複合酸化物の酸化物に占める割合を向上し酸化物の微細化を効率よく達成させるためには添加量は0.02%~0.07%が望ましい。

【0026】Ti、Nbは本発明における最も重要な添加元素の一つである。Ti、Nbは微細均一に析出している酸化物のうち特に小さいMgOまたはMgAl₂O₄を主とする複合酸化物を核に析出し、これら酸化物上に析出することで析出物サイズを大きくし、MgOまたはMgAl₂O₄の微細ボイド形成を助成する働きがあると考えられる。また、強度の増加にも有効である。これらの結果を有効に発揮させるためにはNb、Tiともに少なくとも0.003%の添加が必要であり、0.01%以上の添加が望ましい。しかし、これらの添加が過度になると析出強化により延性が劣化するため、上限としてTiは0.25%以下、Nbは0.04%以下とする。これらの元素は単独で添加しても効果があり、複合添加しても効果がある。

【0027】Caは硫化物系の介在物の形状制御し、穴広げ性の向上に有効である。これを有効に発揮させるためには0.0005%以上の添加が必要である。一方、多量の添加は逆に鋼の清浄度を悪化させるため穴広げ性、延性を損なう。これより上限を0.0100%とする。REM元素はCaと同様の効果を有する。すなわち、REMは硫化物系の介在物の形状制御し、穴広げ性の向上に有効である。これを有効に発揮させるためにはREM元素の合計で0.0005%以上の添加が必要である。一方、多量の添加は逆に鋼の清浄度を悪化させるため穴広げ性、延性を損なう。また、製造コストも高いため上限を0.0100%とする。

【0028】酸化物としてはMgOまたは、MgOを含みAl₂O₃、SiO₂、MnO、Ti₂O₃の1種もしくは2種以上の複合酸化物がよい。本発明者らが鋭意検討した結果、複合酸化物のうちMgO、MgAl₂O₄とこれ以外の複合酸化物とで異なった存在状態にて微細クラックの形成に効果を発揮しており、これらはともにMg添加によって得られる効果であり、相乗効果によって穴広げ性を向上させていることがわかった。

【0029】MgO、MgAl₂O₄は主に(Nb、Ti)Nを周辺に析出させることで微細ボイド形成の効果をj得ており、MgO、MgAl₂O₄は均一な分散析出の核として寄与していると考えられる。一方で、MgO、MgAl₂O₄以外の微細な複合酸化物はMgOと

の複合酸化物化により微細分散析出し、(Nb、Ti)Nを周辺に析出させることなく酸化物単独にて微細ボイド形成の効果がある。特に、MgO、MgAl₂O₄以外の微細な複合酸化物としてはMgO、Al₂O₃、SiO₂主体の複合酸化物がほとんどであり、この時、全体に占めるMgO、Al₂O₃、SiO₂酸化物の割合は90%以上である。

【0030】酸化物の粒子径は0.005μm未満ではこれを核にした(Nb、Ti)Nの析出も少ないこと、一方で、このサイズの酸化物は(Nb、Ti)Nの複合析出なしでは微細クラックを発生させる核とはなり難く、微細ボイド生成の効果が得られ難くなるため0.005μm以上とする。逆に5.0μm超では粒子数の確保が困難であり、また、粗大析出物は延性の劣化を招くため5.0μm以下とする。

【0031】酸化物と複合析出物のサイズはこれが小さい時、微細ボイドの起点とならないため効果を発揮できない。従って、0.05μm以上とする。一方、5.0μm超では粒子数の確保が困難であり、これが粗大クラックの生成を助長し穴広げ性を低減させるため5.0μm以下とする。

【0032】析出物密度は個数が少ないと、打抜き時に発生する微細ボイドが不足し、粗大なクラックの発生を抑制する効果が得られないと考えられる。この効果を得るには1平方mmあたり1.0×10³以上必要である。一方で個数が多くなると効果は飽和し、逆に延性を劣化させるため、1.0×10⁷個以下とする。ただし、この効果の飽和と延性のバランスから1.0×10⁶個以下が望ましい。

【0033】また、穴広げ性を高める手段として打抜き穴の性状の他、母材の局部延性能を高めることが効果的である。母材の局部延性能を高めるためには組織の均一化が有効であるが、単相鋼では本発明の目的とする強度において延性の劣化が大きく、目的とする特性が得られない。このため、鋼の組織としてはフェライト組織主体の複合組織とする。但し、フェライト組織の占有率が高く単相鋼となると延性または強度の低下を引き起こし、また、この占有率が低い時、伸びの低い第2相の影響を受け、延性が低下する。このため、フェライト組織の占有率は50%以上、95%以下が望ましい。また、残りの組織はこれが、マルテンサイト、粗大セメンタイト、パーライト組織であるとき、フェライト組織とこれらの組織の界面でクラックが発生し局部変形能が低下する。一方で、ベイナイト組織はフェライト組織中に微細なセメンタイトの分散した組織であり、母材の局部延性能を低下させないため、鋼の組織としてフェライト組織を主体とし、残ベイナイト組織とする。

【0034】本発明で規定した介在物の分散状態は例えば以下の方法により定量的に測定される。母材鋼板の任意の場所から抽出レプリカ試料を作成し、これを前記の

透過電子顕微鏡 (TEM) を用いて倍率は 5000~20000 倍で少なくとも $5000 \mu\text{m}^2$ 以上の面積にわたって観察し、対象となる複合介在物の個数を測定し、単位面積当たりの個数に換算する。この時、酸化物と (Nb、Ti) N の同定には TEM に付属のエネルギー分散型 X 線分光法 (EDS) による組成分析と TEM による電子線回折像の結晶構造解析によって行われる。このような同定を測定する全ての複合介在物に対して行うことが煩雑な場合、簡易的に次に手順による。まず、対象となるサイズの個数を形状、サイズ別に上記の要領にて測定し、これらのうち、形状、サイズの異なる全てに対し、各々 10 個以上に対し上記の要領にて同定を行い、酸化物と (Nb、Ti) N の割合を算出する。そして、はじめに測定された介在物の個数にこの割合を掛け合わせる。鋼中の炭化物が以上の TEM 観察を邪魔する場合、熱処理によって炭化物を凝集粗大化、または溶解させ対象とする複合介在物の観察を容易にすることができる。

【0035】次に製造方法について説明する。仕上圧延終了温度はフェライトの生成を妨げ、穴抜け性を良好にするため A_{r3} 変態点以上とする必要がある。しかしあまり高温にすると組織の粗大化による強度低減、延性の低下を招くため 950°C 以下とすることが望ましい。冷却速度は穴抜け性に有害な炭化物形成を抑制し、高い穴抜け比を得るためには $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上が必要である。捲取温度 350°C 未満では穴抜け性に有害な硬質のマartenサイトが発生するため 350°C 以上とする。一方、上限は 600°C 超になると穴抜け性に有害な、パーライト、セメンタイトが生成するため 600°C 以下とする。

【0036】連続冷却中空冷はフェライト相の占有率を増加させ、延性を向上させるために有効である。しかし、空冷温度、空冷時間により、パーライトが生成されると逆に延性が低下するばかりでなく、穴抜け性が著しく低下する。空冷温度が 650°C 未満では穴抜け性に有害なパーライトが早期より発生するため、 650°C 以上とする。一方で 700°C 超ではフェライト生成が遅く空冷の効果を得にくいばかりでなく、その後の冷却中におけるパーライト生成が発生しやすいため 700°C 以下とする。15 秒間超の空冷はフェライト相の増加が飽和するばかりでなく、その後の冷却速度、捲取温度の制御に負荷をかける。このため、空冷時間は 15 秒以下とする。

【0037】次に溶製工程における成分調整段階の添加順序は本発明者らが鋭意検討した結果、Si と Mn を添加した後、Ti を添加、その後に Mg と Al を添加することを行うとき、溶鋼中への Mg 歩留が増加することと、さらに酸化物のサイズがより微細化して、本発明で請求している酸化物のサイズの分散状態が安定に得られ易くなることから、より好ましい。Mg は溶鋼中での揮発性が高く、Mg 純金属で溶鋼中へ投入すると Mg 歩留

が非常に低い。このため、Mg は希釈溶媒金属との合金の形で溶鋼中へ投入する。このとき、本発明者らが鋭意検討した結果、Mg の希釈溶媒金属として Si、Ni、Cu、Al、REM (希土類元素) の 1 種あるいは 2 種以上から成る Mg 合金を用いたとき、鋼中へ残存する Mg 量は向上し、これら以外の金属を主体とする合金では、効果が得られなかった。Mg の希釈溶媒金属として Mg と原子間引力の相互作用を有する Si、Ni、Cu、Al、REM (希土類元素) を選び、これらのうち、1 種あるいは 2 種以上から成る Mg 合金を用いて溶鋼中への Mg の投入を行うことが好ましい。ここで希土類元素の範囲は、例えば理化学辞典第 5 版、309 頁、岩波書店、1998 年発行の記載通り、周期律表 3 族に属する Sc、Y およびランタノイド (原子番号 57 の La から 71 の Lu) の総称である。

【0038】また、本発明者らが鋭意検討した結果、Mg 合金中の Mg 濃度としては 10% 未満では Mg 歩留が顕著に増加することと、さらに適正な酸化物サイズと個数が安定に得やすくなり好ましいことを見出した。一方、1% 未満であると Mg 合金添加時に希釈溶媒金属が鋼中へ過剰に溶解するため、成分調整が困難となる。従って、合金中の Mg 濃度は 1% 以上 10% 未満とすることが好ましい。Mg 合金中の Fe、Mn、Cr の濃度の和として 10% 未満の時、Mg 歩留が顕著に増加することと、さらに適正な酸化物サイズと個数が安定に得やすくなり好ましいことを見出した。これは Mg 合金が溶鋼に溶解中に生じる Mg とこれらの元素との間の原子間反発作用によると解釈される。従って、Mg 合金中の Fe、Mn、Cr の濃度の和は 10% 未満とすることが好ましい。本発明の鋼板は上記のように熱延の後、溶融亜鉛めっきのように焼鈍によりめっきを施しても本発明の効果は損なわれない。また、熱延後、電気めっき、有機複合皮膜を施した場合も効果は損なわれない。

【0039】

【実施例】次に本発明を実施例に基づいて説明する。表 1 に示す鋼成分の鋼を溶製するために、溶鉄 270 t を転炉で目標 C 濃度に脱炭したのち取鍋に溶鋼を移し、脱酸と合金調整を CAS 法 (日本鉄鋼協会編、梶岡博幸著、取鍋精錬法、104 頁、地人書館、1997 年発行に記載) により実施した。溶鋼の脱酸を Si と Mn を添加した後、Ti を添加、その後に Mg と Al を添加する順序で行った例とそれ以外の例を表 1 に示す。ここでは Si、Mn、Ti 原料として FeSi、FeMn、FeTi を用いた。また、Mg、Al は希釈溶媒金属として Si、Ni、Cu、Al、REM (希土類元素) の 1 種あるいは 2 種以上を用い、Mg 合金中の Mg 濃度が 1% 以上 10% 未満であり、Mg 合金中の Fe、Mn、Cr の濃度の和が 10% 未満の Mg 合金を用いた例とこれら以外の合金を用いた例も表 1 に示した。脱酸後、必要元素を目標成分濃度範囲に調整した後、ただちに連続製造

機により厚さ250mm、幅1300mmのスラブを製造した。これらの鋼を1200℃以上にて加熱炉中で加熱し、表2に示す熱延条件にて圧延・冷却し、板厚2.6～3.2mmの熱延鋼板を得た。

【0040】一方、表3にMgの添加は希釈溶媒金属としてSi、Ni、Cu、Al、REM（希土類元素）の1種あるいは2種以上を用い、Mg合金中のMg濃度が1%以上10%未満であり、Mg合金中のFe、Mn、Crの濃度の和が10%未満のMg合金を用い、溶製工程の成分調整段階において、SiとMnを添加した後、Tiを添加、その後にMgとAlを添加する脱酸を行ったもので、成分を変化させたものを示す。符号D～Yが本発明に従った鋼でこれ以外はC、Si、Mn、S、Al、Mg、Nb、Tiの添加量が本発明の範囲外である。これらの鋼を1200℃以上にて加熱炉中で加熱し、表4に示す熱延条件にて圧延・冷却し、板厚2.6～3.2mmの熱延鋼板を得た。また、鋼板母材より抽出レプリカ試料を作成し、前述の方法にて酸化物とこれを核に存在する（Ti、Nb）N複合酸化物の粒径、個数を測定し、単位面積当たりの個数に換算した。これを

表1、3に表記する。

【0041】このようにして得られた熱延鋼板についてJIS5号片による引張試験、穴引き試験、組織観察を行った。穴引き性（λ）は径12mmの打抜き穴を60°円錐ポンチにて押し引き、クラックが板厚を貫通した時点での穴径（d）と初期穴径（d0：12mm）から

$\lambda = (d - d_0) / d_0 \times 100$ で評価した。各試験片のTS、El、λを表2、4に示す、図1に強度と伸びの関係を図2に強度と穴引き比の関係を示す。本発明鋼は比較鋼1と比べて穴引き比が、比較鋼2と比べると穴引き比と伸びの両特性が高くなっていることがわかる。このように、本発明の鋼板は穴引き比、延性をともに優れていることがわかる。

【0042】また、耐食性は、鋼板に磷酸塩処理（日本パーカー製BTL3080）を施した後、カチオン電着塗装（日本ペイント製パワートップD-30、20μm塗布）後、素地に達するクロスカットを施し、塩水噴霧5℃/6時間－乾燥70℃/RH60%/4時間－湿潤49℃/RH95%/4時間－冷却20℃/4時間を1サイクルとする促進テストを80サイクル実施した際のクロスカット部の侵食深さで評価した。この結果を表2、4に示す。これより、Cu、P添加量が本発明の範囲外にあるV、Wは耐食性が本発明鋼に比べ劣化しており、本発明鋼は耐食性にも優れていることがわかる。なお、ここでは合金投入をCAS法で行ったがこれは特に限定するものではなく、RH脱ガス装置の真空槽内合金添加法、溶鋼取鍋内ワイヤー添加法、粉体インジェクション法等の公知の方法も問題なく使用できることを付記する。

【0043】

【表1】

鋼	C	Si	Mn	P	S	N	Cu	Ni	Mo	Al	Nb	Ti	Ca	添加順序	特製溶媒金屬	Mg濃度 %	Fe,Mn,Cr濃度 %	析出物濃度 個/mm ²	A ₃ ℃	備考
A1	0.040	0.500	1.200	0.060	0.003	0.002	0.182	0.219	0.005	0.005	0.030	0.070	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si	7	8	3.9E+03	786	美明鋼
A2	0.039	0.500	1.210	0.060	0.003	0.002	0.170	0.200	0.005	0.005	0.031	0.071	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Ni	8	4	3.2E+03	785	美明鋼
A3	0.039	0.490	1.210	0.060	0.002	0.003	0.160	0.210	0.004	0.005	0.030	0.070	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Cu,Ni	5	7	3.6E+03	797	美明鋼
A4	0.039	0.490	1.190	0.061	0.003	0.002	0.200	0.210	0.000	0.005	0.031	0.071	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Ni	8	15	7.8E+02	796	比較鋼
A5	0.040	0.480	1.200	0.060	0.003	0.002	0.180	0.210	0.000	0.004	0.031	0.071	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si	13	5	8.8E+02	795	比較鋼
A6	0.040	0.510	1.200	0.062	0.003	0.003	0.190	0.220	0.000	0.005	0.028	0.071	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Fe	5	60	4.5E+02	786	比較鋼
A7	0.041	0.500	1.200	0.060	0.002	0.002	0.190	0.200	0.003	0.005	0.028	0.073	-	Mg-Al-Si-Mn-Ti	Si	7	8	5.5E+02	795	比較鋼
B1	0.030	0.300	1.800	0.060	0.003	0.003	0.203	0.182	0.004	0.034	0.020	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si	7	8	2.4E+04	783	美明鋼
B2	0.028	0.300	1.800	0.060	0.002	0.002	0.200	0.200	0.003	0.033	0.022	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Ni	8	4	2.3E+04	782	美明鋼
B3	0.028	0.300	1.800	0.060	0.002	0.003	0.210	0.210	0.002	0.033	0.020	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si,Mn	7	8	2.2E+04	782	美明鋼
B4	0.029	0.310	1.800	0.061	0.003	0.002	0.180	0.180	0.003	0.034	0.021	0.000	0.002	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Cu,Ni	5	7	2.3E+04	783	美明鋼
B5	0.028	0.300	1.810	0.060	0.002	0.002	0.200	0.190	0.003	0.034	0.020	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Al	6	9	2.1E+04	783	美明鋼
B6	0.029	0.310	1.810	0.060	0.002	0.003	0.190	0.180	0.003	0.035	0.021	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	REM, Si	9	9	2.0E+04	782	美明鋼
B7	0.029	0.300	1.820	0.060	0.002	0.002	0.180	0.180	0.000	0.038	0.021	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si	13	5	7.8E+02	782	比較鋼
B8	0.028	0.300	1.820	0.059	0.003	0.002	0.180	0.200	0.000	0.038	0.021	0.000	0.002	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Fe,Mn	8	80	1.8E+02	783	比較鋼
B9	0.028	0.300	1.810	0.060	0.002	0.002	0.180	0.220	0.000	0.033	0.020	0.000	0.003	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Fe,Cr	7	70	4.2E+02	783	比較鋼
B10	0.029	0.300	1.810	0.060	0.002	0.002	0.200	0.210	0.002	0.033	0.020	0.000	0.003	Si-Mg-Mn-Ti-Al	Si	7	6	6.0E+02	782	比較鋼
B11	0.029	0.310	1.820	0.060	0.002	0.002	0.200	0.210	0.002	0.033	0.020	0.000	0.002	Mg-Al-Si-Mn-Ti	Al	8	6	8.5E+02	782	比較鋼
C1	0.050	0.700	1.600	0.060	0.003	0.003	0.192	0.204	0.003	0.034	0.020	0.080	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si	7	8	2.0E+04	777	美明鋼
C2	0.050	0.700	1.500	0.060	0.002	0.003	0.200	0.210	0.003	0.033	0.020	0.082	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Ni	8	4	1.9E+04	777	美明鋼
C3	0.048	0.710	1.320	0.061	0.002	0.003	0.220	0.200	0.003	0.033	0.021	0.080	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	REM, Si	9	9	2.0E+04	777	美明鋼
C4	0.050	0.700	1.310	0.060	0.003	0.002	0.210	0.200	0.003	0.034	0.020	0.080	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Si,Ni	7	8	2.1E+04	776	美明鋼
C5	0.052	0.700	1.500	0.060	0.003	0.003	0.210	0.190	0.003	0.034	0.022	0.081	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Cu,Ni	6	7	1.8E+04	777	美明鋼
C6	0.050	0.710	1.600	0.069	0.003	0.002	0.200	0.200	0.003	0.035	0.021	0.080	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	REM, Ni	9	9	1.9E+04	778	美明鋼
C7	0.050	0.700	1.500	0.060	0.003	0.003	0.190	0.180	0.003	0.035	0.020	0.079	-	Si-Mn-Ti-Mg-Al	Ni	8	15	7.5E+02	777	比較鋼
C8	0.050	0.700	1.510	0.060	0.002	0.003	0.180	0.180	0.003	0.035	0.020	0.079	-	Mg-Al-Si-Mn-Ti	Si	7	8	3.8E+02	779	比較鋼

* 組 L, A₃=896-50N(C%)>70.6(3N)-63.3(Mn%)>229(Fe)

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴拡大 %	耐食性 mm	耐食性 判定	備考
A1	860	60	680	3	510	707	25	95	0.40	○	発明鋼
A2	875	50	670	4	550	708	24	100	0.50	○	発明鋼
A3	860	80	-	-	500	716	23	100	0.49	○	発明鋼
A4	870	60	670	3	510	707	24	75	0.45	○	比較鋼
A5	870	60	670	3	490	706	25	70	0.46	○	比較鋼
A6	860	60	670	4	500	709	25	70	0.42	○	比較鋼
A7	860	60	-	-	500	708	18	80	0.43	○	比較鋼
B1	880	60	660	4	500	600	29	115	0.48	○	発明鋼
B2	870	60	670	8	550	602	28	120	0.49	○	発明鋼
B3	880	30	670	3	450	601	28	115	0.44	○	発明鋼
B4	870	60	-	-	550	603	26	125	0.42	○	発明鋼
B5	870	70	-	-	490	601	27	125	0.47	○	発明鋼
B6	860	50	-	-	440	603	27	120	0.44	○	発明鋼
B7	860	60	670	7	550	602	28	80	0.41	○	比較鋼
B8	870	60	670	8	550	602	28	85	0.43	○	比較鋼
B9	870	60	-	-	480	602	27	80	0.41	○	比較鋼
B10	875	50	-	-	500	602	23	85	0.41	○	比較鋼
B11	860	50	-	-	480	604	22	90	0.40	○	比較鋼
C1	860	50	680	3	550	778	23	90	0.42	○	発明鋼
C2	860	50	670	8	500	780	22	90	0.42	○	発明鋼
C3	850	60	670	4	550	781	22	85	0.46	○	発明鋼
C4	880	40	-	-	450	778	21	100	0.47	○	発明鋼
C5	870	50	-	-	500	780	21	95	0.46	○	発明鋼
C6	870	50	680	4	540	779	23	100	0.42	○	発明鋼
C7	870	50	670	3	550	776	22	60	0.45	○	比較鋼
C8	870	60	680	4	550	777	16	55	0.47	○	比較鋼

表中*の条件は本発明の範囲外

侵食深さ判定は、侵食深さ0.55mm未満を○(良好)、0.55mm以上を×(不良)と判定

【0045】

【表3】

鋼	C	Si	Mn	P	S	N	Cu	Ni	Mg	Al	Nb	Ti	Ca	REM	析出物個數 個/mm ²	A _r °C	備考
D	0.03	0.80	1.00	0.080	0.003	0.002	0.20	0.10	0.0022	0.031	0.015	-	-	-	1.4E+04	852	発明鋼
E	0.01	0.10	1.10	0.100	0.003	0.002	0.40	0.20	0.0033	0.030	0.035	-	0.0025	-	1.2E+04	847	発明鋼
F	0.04	0.80	1.80	0.080	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0037	0.005	0.040	0.130	0.0020	-	1.1E+04	804	発明鋼
G	0.04	0.05	1.40	0.060	0.002	0.003	0.80	0.30	0.0034	0.002	0.030	-	-	-	1.5E+04	802	発明鋼
H	0.03	0.90	2.50	0.080	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0100	0.045	-	0.120	0.0030	-	1.1E+07	780	発明鋼
I	0.04	0.06	1.50	0.055	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0011	0.005	0.030	0.070	0.0030	-	3.8E+03	795	発明鋼
J	0.04	1.20	1.40	0.080	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0047	0.005	0.030	0.070	0.0030	-	8.2E+03	833	発明鋼
K	0.04	0.70	2.00	0.055	0.002	0.005	0.20	0.18	0.0047	0.005	0.040	0.070	0.0030	-	8.0E+03	780	発明鋼
L	0.04	0.15	1.80	0.055	0.002	0.003	0.20	0.18	0.0025	0.035	0.025	-	0.0030	-	9.0E+04	778	発明鋼
M	0.04	1.50	0.50	0.200	0.002	0.002	0.60	0.30	0.0025	0.033	0.025	-	0.0025	-	2.0E+04	930	発明鋼
N	0.03	0.70	1.35	0.080	0.003	0.003	0.20	0.18	0.0035	0.034	0.020	0.020	-	-	2.2E+04	827	発明鋼
O	0.06	0.90	2.00	0.070	0.002	0.003	0.20	0.18	0.0031	0.005	0.035	0.120	0.0020	-	1.8E+03	779	発明鋼
P	0.08	0.15	1.00	0.100	0.003	0.002	0.30	0.18	0.0030	0.005	0.030	-	-	-	6.5E+03	829	発明鋼
Q	0.05	0.90	1.20	0.080	0.002	0.003	0.60	0.40	0.0025	0.035	0.035	0.090	-	-	2.5E+04	837	発明鋼
R	0.05	0.10	2.30	0.100	0.003	0.002	0.80	0.40	0.0016	0.030	-	0.150	0.0020	-	3.5E+04	750	発明鋼
S	0.07	0.80	0.80	0.080	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0022	0.005	0.020	-	0.0020	-	3.0E+03	857	発明鋼
T	0.07	0.10	2.30	0.110	0.007	0.002	0.20	0.18	0.0033	0.005	0.030	0.080	0.0020	-	9.0E+03	742	発明鋼
U	0.10	0.08	1.40	0.060	0.004	0.002	0.20	0.18	0.0029	0.030	-	0.010	0.0020	-	3.0E+04	772	発明鋼
V	0.05	1.30	2.00	0.080	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0032	0.005	0.035	0.210	0.0020	-	1.3E+05	782	発明鋼
W	0.13	1.00	2.20	0.070	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0042	0.03	0.035	0.155	-	-	1.3E+04	733	発明鋼
X	0.06	1.30	1.50	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.003	0.035	0.035	0.250	0.0020	-	2.0E+04	819	発明鋼
Y	0.10	0.08	1.40	0.080	0.004	0.002	0.20	0.18	0.0029	0.03	-	0.010	-	0.0020	0.0020	772	発明鋼
Z	0.05	0.00	1.90	0.020	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0022	0.035	0.035	-	-	0.0020	3.0E+04	754	比較鋼
a	0.04	0.90	2.70	0.060	0.003	0.002	0.00	0.00	0.0033	0.035	0.020	0.080	0.0020	-	2.9E+04	742	比較鋼
b	0.05	0.40	1.90	0.060	0.012	0.002	0.20	0.18	0.0029	0.005	-	0.010	0.0020	-	3.0E+03	774	比較鋼
c	0.10	0.60	1.50	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0016	0.005	0.035	0.120	0.0020	-	1.1E+03	780	比較鋼
d	0.04	0.60	1.90	0.060	0.003	0.003	0.20	0.18	0.0110	0.034	0.015	-	-	-	8.0E+03	785	比較鋼
e	0.06	1.20	2.10	0.060	0.003	0.003	0.20	0.18	0.0020	0.080	0.030	0.080	0.0020	-	3.0E+03	778	比較鋼
f	0.06	0.80	1.00	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0032	-	0.030	-	0.0020	-	9.0E+03	837	比較鋼
g	0.05	0.90	1.90	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0030	0.033	-	-	-	-	8.0E+03	788	比較鋼

* 但し、A_r=896-509(C%)+26.9(Si%)-63.5(Mn%)+229(P%)

鋼	仕上温度 ℃	冷却速度 ℃/s	空冷開始温度 ℃	空冷時間 s	捲取温度 ℃	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴抜け %	耐食性 mm	耐食性 判定	備考
D1	840	60	670	4	450	807	28	120	0.48	○	発明鋼
D2	870	60	-	-	550	597	26	130	0.48	○	発明鋼
E1	870	50	670	4	480	600	29	120	0.40	○	発明鋼
E2	870	60	-	-	550	605	27	125	0.39	○	発明鋼
F1	860	80	670	3	500	781	22	85	0.45	○	発明鋼
F2	870	60	-	-	550	786	21	90	0.44	○	発明鋼
F3	850	10	670	4	480	781	18	50	0.40	○	比較鋼
G1	880	60	670	3	450	588	29	120	0.41	○	発明鋼
G2	870	60	-	-	550	593	26	125	0.39	○	発明鋼
H1	890	60	680	3	450	811	21	85	0.42	○	発明鋼
H2	870	60	-	-	550	801	20	100	0.42	○	発明鋼
I1	860	60	680	3	510	892	25	100	0.41	○	発明鋼
I2	870	60	-	-	550	897	23	105	0.40	○	発明鋼
J1	870	50	670	3	490	787	23	85	0.43	○	発明鋼
J2	870	60	-	-	550	795	21	95	0.43	○	発明鋼
K1	860	60	680	3	500	799	22	80	0.43	○	発明鋼
K2	870	30	680	4	550	797	22	85	0.45	○	発明鋼
K3	850	50	680	5	300	797	23	50	0.42	○	比較鋼
K4	900	30	660	3	640	794	22	45	0.41	○	比較鋼
K5	870	70	630	6	490	799	17	60	0.47	○	比較鋼
K6	880	50	720	6	550	789	18	65	0.45	○	比較鋼
K7	880	10	680	3	500	779	18	60	0.42	○	比較鋼
K8	870	60	-	-	550	801	20	90	0.42	○	発明鋼
K9	880	10	-	-	480	786	18	60	0.40	○	比較鋼
L1	860	60	670	4	510	819	28	115	0.45	○	発明鋼
L2	870	60	-	-	550	834	25	120	0.44	○	発明鋼
M1	870	60	670	4	480	781	23	90	0.39	○	発明鋼
M2	870	60	-	-	550	791	20	100	0.39	○	発明鋼
N1	880	60	670	3	500	701	25	105	0.44	○	発明鋼
N2	850	50	680	5	300	711	25	55	0.43	○	比較鋼
N3	880	50	720	6	550	899	19	65	0.44	○	比較鋼
N4	870	80	-	-	550	714	23	110	0.47	○	発明鋼
N5	880	10	-	-	480	692	18	70	0.46	○	比較鋼
O1	860	60	670	3	500	825	22	75	0.46	○	発明鋼
O2	870	60	-	-	550	805	20	90	0.45	○	発明鋼
P1	860	60	680	3	510	818	28	110	0.41	○	発明鋼
P2	870	60	-	-	550	808	27	120	0.40	○	発明鋼
Q1	870	50	670	3	490	795	22	90	0.41	○	発明鋼
Q2	870	60	-	-	550	805	20	95	0.42	○	発明鋼
R1	860	60	680	3	500	799	22	90	0.40	○	発明鋼
R2	870	60	-	-	550	811	20	95	0.41	○	発明鋼
R3	880	40	-	-	700	796	20	55	0.42	○	比較鋼
S1	860	60	670	4	510	606	28	110	0.48	○	発明鋼
S2	870	60	-	-	550	596	27	125	0.45	○	発明鋼
T1	860	60	680	3	490	810	22	80	0.42	○	発明鋼
T2	870	60	-	-	550	815	19	90	0.41	○	発明鋼
U1	870	50	670	3	500	815	28	120	0.45	○	発明鋼
U2	870	60	-	-	550	605	27	125	0.47	○	発明鋼
V1	870	60	670	4	500	1012	16	55	0.44	○	発明鋼
V2	870	60	-	-	500	1002	15	80	0.48	○	発明鋼
W1	870	50	675	4	500	988	17	85	0.48	○	発明鋼
W2	870	50	-	-	500	980	17	60	0.45	○	発明鋼
X1	870	50	670	4	500	996	18	55	0.45	○	発明鋼
X2	870	50	-	-	550	993	15	80	0.47	○	発明鋼
Y1	870	50	670	4	550	610	28	115	0.42	○	発明鋼
Y2	870	60	-	-	550	605	28	120	0.43	○	発明鋼
Z	870	60	-	-	450	596	22	70	0.70	×	比較鋼
a	860	70	680	5	510	830	15	50	0.68	×	比較鋼
b	850	40	650	5	490	654	20	70	0.46	○	比較鋼
c	880	70	-	-	500	810	10	50	0.43	○	比較鋼
d	870	80	-	-	480	665	25	75	0.48	○	比較鋼
e	880	40	680	4	480	847	19	40	0.48	○	比較鋼
f	850	50	670	3	490	647	24	50	0.47	○	比較鋼
g	880	50	-	-	490	668	25	60	0.44	○	比較鋼

耐食性判定は、侵食深さ0.66mm未満を○(良好)、0.66mm以上を×(不良)と判定

【0047】

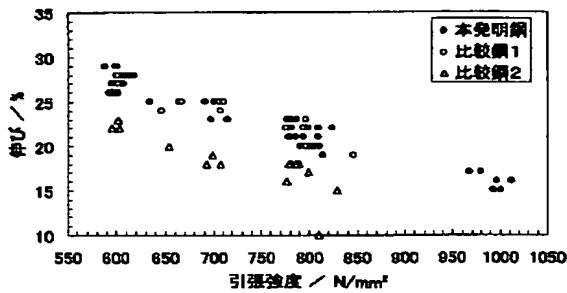
【発明の効果】本発明によれば強度レベルが590N/mm²クラス以上で、従来にない伸び-延性バランスを有した低腐食速度の熱延高强度鋼板を供給できるようになったもので、産業上極めて有用なものである。

【図面の簡単な説明】

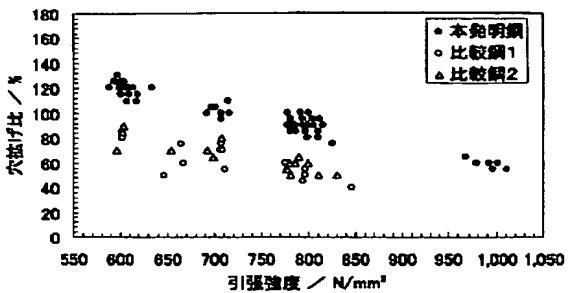
【図1】本発明鋼と比較鋼の引張強度と伸びとの関係を示すグラフである。

【図2】本発明鋼と比較鋼の引張強度と穴抜け比との関係を示すグラフである。

【図1】



【図2】



【手続補正書】

【提出日】平成13年1月12日（2001. 1. 12）

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0045

【補正方法】変更

【補正内容】

【0045】

【表3】

鋼	C	Si	Mn	P	S	N	Cu	Ni	Mg	Al	Nb	Ti	Ca	REM	析出物個數 個/mm ²	Ar ₃ °C	備考
D	0.03	0.80	1.00	0.060	0.003	0.002	0.20	0.10	0.0022	0.031	0.015	-	-	-	1.4E+04	852	発明鋼
E	0.01	0.10	1.10	0.100	0.003	0.002	0.40	0.20	0.0033	0.030	0.035	-	0.0025	-	1.2E+04	847	発明鋼
F	0.04	0.60	1.60	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0037	0.005	0.040	0.130	0.0020	-	1.1E+04	804	発明鋼
G	0.04	0.05	1.40	0.060	0.002	0.003	0.60	0.30	0.0034	0.002	0.030	-	-	-	1.5E+04	802	発明鋼
H	0.03	0.90	2.50	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0100	0.045	-	0.120	0.0030	-	1.1E+07	760	発明鋼
I	0.04	0.06	1.50	0.055	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0011	0.005	0.030	0.070	0.0030	-	3.8E+03	795	発明鋼
J	0.04	1.20	1.40	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0047	0.005	0.030	0.070	0.0030	-	8.2E+03	833	発明鋼
K	0.04	0.70	2.00	0.055	0.002	0.005	0.20	0.18	0.0047	0.005	0.040	0.070	0.0030	-	8.0E+03	780	発明鋼
L	0.04	0.15	1.80	0.055	0.002	0.003	0.20	0.18	0.0025	0.035	0.025	-	0.0030	-	9.0E+04	778	発明鋼
M	0.04	1.50	0.50	0.200	0.002	0.002	0.60	0.30	0.0025	0.033	0.025	-	0.0025	-	2.0E+04	930	発明鋼
N	0.03	0.70	1.35	0.060	0.003	0.003	0.20	0.18	0.0035	0.034	0.020	0.020	-	-	2.2E+04	827	発明鋼
O	0.06	0.90	2.00	0.070	0.002	0.003	0.20	0.18	0.0031	0.005	0.035	0.120	0.0020	-	1.8E+03	779	発明鋼
P	0.06	0.15	1.00	0.100	0.003	0.002	0.30	0.18	0.0030	0.005	0.030	-	-	-	6.5E+03	829	発明鋼
Q	0.05	0.90	1.20	0.080	0.002	0.003	0.60	0.40	0.0025	0.035	0.035	0.090	-	-	2.5E+04	837	発明鋼
R	0.05	0.10	2.30	0.100	0.003	0.002	0.80	0.40	0.0016	0.030	-	0.150	0.0020	-	3.5E+04	750	発明鋼
S	0.07	0.80	0.60	0.080	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0022	0.005	0.020	-	0.0020	-	3.0E+03	857	発明鋼
T	0.07	0.10	2.30	0.110	0.007	0.002	0.20	0.18	0.0033	0.005	0.030	0.080	0.0020	-	9.0E+03	742	発明鋼
U	0.10	0.08	1.40	0.060	0.004	0.002	0.20	0.18	0.0029	0.030	-	0.010	0.0020	-	3.0E+04	772	発明鋼
V	0.05	1.30	2.00	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0032	0.005	0.035	0.210	0.0020	-	1.3E+05	792	発明鋼
W	0.13	1.00	2.20	0.070	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0042	0.03	0.035	0.165	-	-	1.3E+04	733	発明鋼
X	0.06	1.30	1.50	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.003	0.035	0.035	0.250	0.0020	-	2.0E+04	819	発明鋼
Y	0.10	0.08	1.40	0.060	0.004	0.002	0.20	0.18	0.0029	0.03	-	0.010	-	0.0020	3.0E+04	772	発明鋼
Z	0.05	0.90	1.90	0.020	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0022	0.035	0.035	-	0.0020	-	3.0E+04	754	比較鋼
a	0.04	0.90	2.70	0.060	0.003	0.002	0.00	0.00	0.0033	0.035	0.020	0.080	0.0020	-	2.9E+04	742	比較鋼
b	0.05	0.40	1.90	0.060	0.012	0.002	0.20	0.18	0.0029	0.005	-	0.010	0.0020	-	3.0E+03	774	比較鋼
c	0.21	0.60	1.50	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0016	0.005	0.035	0.120	0.0020	-	1.1E+03	780	比較鋼
d	0.04	0.60	1.90	0.060	0.003	0.003	0.20	0.18	0.0110	0.034	0.015	-	-	-	8.0E+03	795	比較鋼
e	0.06	1.20	2.10	0.060	0.003	0.003	0.20	0.18	0.0020	0.080	0.030	0.080	0.0020	-	3.0E+03	778	比較鋼
f	0.06	0.80	1.00	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0032	-	0.030	-	0.0020	-	9.0E+03	837	比較鋼
g	0.05	0.90	1.90	0.060	0.003	0.002	0.20	0.18	0.0030	0.033	-	-	-	-	8.0E+03	788	比較鋼

*但し、Ar₃=896-509(C%)+26.9(Si%)-63.5(Mn%)+229(P%)

フロントページの続き

(72)発明者	谷口 裕一	F ターム(参考)	4K037	EA01	EA06	EA13	EA14	EA15
	愛知県東海市東海町 5 - 3	新日本製鐵株		EA16	EA18	EA19	EA20	EA23
	式会社名古屋製鐵所内			EA25	EA27	EA28	EA31	EA36
(72)発明者	友清 寿雅			EB09	FC07	FD03	FD04	FD08
	愛知県東海市東海町 5 - 3	新日本製鐵株		FE01	FE02			
	式会社名古屋製鐵所内							